

ABSTRACT

JP-B-40-15644

Title of invention:

Method of producing oriented silicon steel sheet
having high magnetic flux density

Calaim:

Method of producing oriented silicon steel sheet
having high magnetic flux density, comprising

hot rolling a silicon steel slab containing, by weight,
0.025-0.085% C, 2.5-4.0% Si, 0.010-0.065% acid sol. Al,
0.005-0.050% S, the remainder Fe and unavoidable
impurities,

intermediate annealing the sheet at a temperature
between 950-1200°C for 30 sec.- 30min. after
controlling 0.020-0.080%C, 0.002% over N as ALN in the
sheet after the annealing,

cold rolling the sheet at a reduction ratio of 81-95%,
decarburizing, and finish annealing the sheet for 5
hr.

10 J 183 (1)(2)
(62 B 51)
(10 A 74)
(10 J 172)

特 許 庁
特 許 公 報

特 許 出 願 公 告

昭40-15644

公告 昭 40. 7. 21

(全 8 頁)

高磁束密度一方向性硅素鋼板の製造法

特 願 昭 38-18337
出 願 日 昭 38. 4. 5
発 明 者 田口 悟
北九州市八幡区大字槻田 1320 の 27
同 坂倉 昭
北九州市八幡区大字大蔵 700 の 12
同 高島 弘教
北九州市八幡区大字穴生字宮川 275
出 願 人 八幡製鉄株式会社
東京都千代田区丸の内 1 の 1
代 表 者 稲山 嘉寛
代 理 人 弁理士 吉島 寧

図面の簡単な説明

第 1 図は一方向性硅素鋼板を構成する結晶粒の結晶方位を示す模型図。第 2 図は本発明の代表的な成品 A と従来の一方向性硅素鋼板の代表的な成品 B の励磁実効ボルトアンペア曲線を示す図。第 3 図は鋼塊の酸可溶性 Al, S 含有量と成品の圧延方向に於ける磁束密度 B_{10} との関係を示す図。第 4 図は冷延圧下率の組合せと成品の圧延方向に於ける磁束密度 B_{10} との関係を示す図。第 5 図は本発明の代表的な処理工程で成品を得る場合、各焼鈍工程後の結晶方位を示す(110)極点図(第 5 図①、②)及び(100)極点図(第 5 図③)。第 6 図は一方向性硅素鋼板を製造する従来の代表的な処理工程で成品を得る場合、各焼鈍工程後の結晶方位を示す(110)極点図(第 6 図①、②)及び(100)極点図(第 6 図③)。第 7 図は最終冷延工程のすぐ前に行う焼鈍の温度と成品の圧延方向に於ける磁束密度 B_{10} との関係を示す図。

発明の詳細な説明

本発明は鋼板の圧延方向に磁化容易軸 $\langle 100 \rangle$ を持つてゐる所謂一方向性硅素鋼板の製造法に関するものである。

硅素鋼板は、体心立方格子を有する結晶粒から成立つており、この体心立方格子の三つの互に垂直な稜線方向 $\langle 100 \rangle$ が最も磁化され易い方向であることが一般によく知られておる。この磁化容易軸である $\langle 100 \rangle$ 軸を鋼板の圧延方向に平行に配列したものが所謂一方向性硅素鋼板であり結晶学的にはミラーの指数で(110)[001]と記述されるものである。

第 1 図は一方向性硅素鋼板の結晶方位を示す。これによると圧延方向には磁化容易軸 $\langle 100 \rangle$ が平行であるため、すぐれた磁性を示し、圧延方向と直角の方向には磁化容易軸ではない $\langle 110 \rangle$ 方向が平行であるため磁性は悪くなる。

一方向性硅素鋼板は、軟磁性材料として主としてトラン

スその他の電気機器の鉄心として使用されるもので磁気特性として励磁特性(磁場の強さと磁束密度の関係)と鉄損特性(磁束密度と鉄損値との関係)が良好でなければならぬ。励磁特性は、かけられた一定の磁場の強さによつて鉄心内に誘起される磁束密度の大小によつて良否が決まる。例えば磁場の強さ $H=10(0e)$ によつて鉄心内に発生する磁束密度を B_{10} として表わし励磁特性をよく表わしているものとして利用されている。 B_{10} の高い鉄心は、同一磁束密度を発生させるのに小さいアンペーターンですむから電機器を小型化することが出来ることになる。

鉄損は鉄心に所定の交流磁束密度を与えた場合に鉄心から熱として失われるエネルギー損失である。従つて鉄損は出来るだけ小さい方がよいわけで一方向性硅素鋼板の場合は、50 サイクル、交流磁束密度 15,000 ガウスの場合の鉄損を $W_{15/50}$ で表わして、これを使用している。

変圧器の原価は約 70% 以上が材料費であるといわれており、そのため出来るだけ小型化して材料費の低減をはかるのが得策である。

一般に電機器の鉄心重量を減少させるためには磁束密度の高い所で鉄心を使用しなければならないが、そのために大きな励磁電力が必要となり、鉄心の重量減による利益よりも励磁電力が大きくなりそれによつて起る問題の方が大きい。

又、磁束密度の高い所で使用すると、鉄損値が急激に増大し、鉄心の重量減による鉄損の減少よりも磁束密度の高い所で使用することによつて起る鉄損の増大の方が大きくなる。従つて現在の所励磁特性のすぐれた(B_{10} の値の高い)鉄心材料が製造出来なければ電機器の重量減、従つて材料費の節減は望めない状態である。故に電気メーカーで B_{10} の高い一方向性硅素鋼板の供給を望む声強い。

本発明はかかる要求にこたへることの出来る成品を供給することが目的であり、第 2 図に示す如く、本発明によつて得られた成品 A は、従来の一方向性硅素鋼板 B に比べ、励磁特性、特に磁束密度 15,000 ガウス以上に於ける励磁特性のすぐれていることがわかる。さて、一方向性硅素鋼板の磁性を向上させるためには、第 1 に鋼板を構成する結晶粒の $\langle 100 \rangle$ 軸を、圧延方向に高度にそろえる必要がある。第 2 には、最終成品の不純物を出来るだけ少くし析出物を少くする必要がある。一方向性硅素鋼板の 2 段冷延による製造法が N. P. Goss 氏によつて發明されて以来、幾多の改善、提案がなされ、磁束密度及び鉄損値は年を追つて改良されて来た。併し、近年では、製鋼技術、表面処理技術、焼鈍技術の発達により鉄損値はかなり低くなつて来ているが、磁束密度 B_{10} の向上は飽和状態にあるといつてよく、現在までに報告された最も高い値でも米国特許第 2867557 号に示される様に $B_{10}=18690$ ガウス(最高)(範囲 17610~18690 ガウス平均 18090 ガウス)である。

本発明の目的は、従来の一方向性硅素鋼板にくらべ圧延方向に於ける磁束密度が非常に改良され B_{10} が少くとも 18000 ガウス、最高 19100 ガウスを示す高磁束密度の一方向性硅素鋼板を製造する方法を提供することである。

本発明は少量の C・Al・S を含む硅素鋼素材を普通の工業的技術として、公知な製鋼方法、溶解方法及び鋳造方法によつて作り、これを熱延して、熱延板とし、少くとも 1 回以上の冷延工程と、少くとも 1 回以上の焼鈍工程により成品板厚とした後脱炭及び最終焼鈍を行う処理工程、特に最終冷延の圧下率を 81~95% の範囲で行うこと、及び最終冷延前の焼鈍を 950~1200℃ の温度範囲で行うことによつて鋼板中に AlN を析出させることを特徴とする処理工程によつて処理することにより、最終焼鈍後に前記圧延方向の磁束密度 B_{10} が少くとも 18000 ガウス以上の値を示す非常に高磁束密度の一方向性硅素鋼板を製造することを目的とする。

従来、一方向性硅素鋼板の製造法の代表的なものは N. P. Goss の米国特許第 1965559 号及び G. H. Cole & R. L. Davidson の米国特許第 2158065 号に示されている様に所謂中間焼鈍をはさむ 2 回冷延法である。これらの工程の冷間圧延はいずれも第 1 回冷間圧延を約 70% 行い、第 2 回冷間圧延を約 60% 行い、その間に 800~1000℃ の温度での中間焼鈍を挟むのを特徴としている。

これとは別に J. M. Jackson の米国特許第 2535420 号では第 1 回冷間圧延を 73~84% の圧下率で行いそれから連続焼鈍を行い、次いで第 2 回冷間圧延を 2.0~0.4% というわずかの圧下率で行い次にその材料を箱焼鈍する方法が示されている。又、V. W. Carpenter は米国特許第 235788 号で熱延板に臨界歪を与えるため、7~8% の小圧下率で冷間圧延し、次にスケール付箱焼鈍して冷間圧延を圧下率 50~80.4% 行つて最終焼鈍を行う製造工程を提案している。併しこの工程は、無方向性硅素鋼板の製造を目的としたものである。

更に本発明者等は、先に特公昭 33—4710 において Al を 0.010~0.040% 含む硅素鋼塊を熱延し、これを 65~85% の圧下率の唯 1 回の冷延工程で最終板厚とし脱炭焼鈍後最終焼鈍することによつて圧延方向の磁束密度 B_{10} が 17000~18000 ガウスの一方向性硅素鋼板を得る製造法を發表している。併しながら本発明は Al 及び C・S の含有量を厳密に規定すると共に最終冷延の圧下率を 81~95% に定め而もこの最終冷延のすぐ前に行う焼鈍を 950~1200℃ で行うこと。又この焼鈍後(即ち最終冷延前)の鋼板に AlN が存在する必要があることを指摘したもので前記発明と全くその内容を異にしている。この様な工程により B_{10} が少くとも 18000 ガウスの極めて磁束密度の高い一方向性硅素鋼板が得られるのであつて、その工業的価値は大きい。

本発明は、C・S 酸可溶性 Al の三つの元素含有量を指定量含有した硅素鋼素材を、熱間圧延して熱延板とし、これを従来とは異つた特殊な冷延焼鈍条件に附して、成品とするものである。即ちこの工程は少くとも 1 回以上の焼鈍工程及び冷延工程により最終成品板厚とするのであるが、特に

最終冷延の圧下率は 81~95% の範囲の非常に高いものであり、2 回以上の冷延工程を含む場合には最終冷延工程以外の他の冷延の圧下率は 5~40% の範囲におさえなくてはならないという特徴がある。最終冷延を終つた後に行う二つの焼鈍工程、即ち、鋼板に 1 次再結晶組織を与え、且脱炭を行うための低温(750~850℃)の焼鈍及び目的とする(110)[001]方位の 2 次再結晶粒を発生せしめるための高温(1000℃以上)長時間の焼鈍は前述した他の発明と同様に行われてよいが、本発明で特に規定すべき焼鈍工程は、最終冷延前の焼鈍条件である。即ちこの焼鈍を行う前、鋼板は C を少くとも 0.020% 以上 0.080% 以内の範囲に含む必要があり、焼鈍は 950~1200℃ の高温で行われ、且この焼鈍後に鋼板の AlN が析出していなければならず、この含有量は AlN として存在する N(N as AlN) が 0.0020% 以上となるような AlN を含有していなくてはならない。

以上述べた様に特殊な成分の熱延板を、従来とは全く異つた冷延条件及び焼鈍条件によつて処理することにより圧延方向と結晶粒の[001]方向との平行関係が極めて良好で、従つて磁束密度が非常に高い一方向性硅素鋼板を製造することが出来たのである。

以下本発明の詳細な説明を行う。

本発明の出発物質である硅素鋼素材とは、既に公知な技術である所の製鋼方法、例えば平炉、電気炉、転炉等によつて製鋼され、或いは又公知の溶解方法、例えば高周波電気炉、真空溶解炉等によつて溶解された溶湯を、種々の鋳造方法によつて固化させた鋼塊を意味する。最近多く用いられている鋳造方法に連続鋳造があるが、この様な方法によつて得られたスラブ状インゴットも本発明の素材とすることが出来る。又鋳造を行う場合の雰囲気は普通は空気であるが、真空中或いは不活性ガス中であつても全くかまわない。

以上の様に本発明の素材は、その製鋼方法、溶解方法、鋳造方法の如何を問わないが成分の規定については次の条件が満たされねばならない。即ち、素材(以後鋼塊と略す)の成分は、

C = 0.025~0.085%

Si = 2.5~4.0%

酸可溶性 Al = 0.010~0.065%

S = 0.005~0.050%

であることが必要で残余は鉄及び混入不純物である。なお、ここで酸可溶性 Al とは、稀硫酸(硫酸 1 : 水 9)溶液にとける Al を指し、これは具体的には、硅素鋼中に固溶している Al と AlN の様な Al の窒化物との合計である。酸不溶性 Al は Al_2O_3 の様な Al 酸化物を指し酸可溶性 Al と酸不溶性 Al との合計が全 Al であることはいふまでもない。

酸可溶性 Al については日本工業規格に規定されている。

以下本発明に於て鋼塊成分を規定した理由を説明する。

第 3 図は、Si 約 3%、C 約 0.040% で酸可溶性 Al、S 含有量が図に示す様な変化を示す硅素鋼塊を熱間の圧延によつて板厚 3 mm の熱延板とする。熱延板の C 量は 0.040%

であつた。これを先ず30%の圧下率冷延し次いで1100℃で5分焼鈍し次いで85.7%の圧下率で最終冷延して、0.3mmの最終ゲージとした後800℃で脱炭し、最後に1200℃で箱焼鈍して得られた成品の磁束密度 B_{10} と鋼塊中の酸可溶性Al,Sとの関係を示す、即ち本発明による製造工程で得られる最終成品の磁束密度 B_{10} はS、酸可溶性Alの含有量によつて大きく左右される。この図から明らかな様に本発明の目的とする所の圧延方向の磁束密度 B_{10} が18000 Gauss以上を示す成品は酸可溶性Al 0.010~0.065%、S 0.005~0.050%の範囲の時得られ特に好ましいのは、酸可溶性Al 0.020~0.040%、S 0.020~0.040%であり、この時は、最終成品の磁束密度 B_{10} は19000 Gaussを越えることがわかつた。Sが0.005%より少ない場合、或いは、0.050%より多い場合は、最終焼鈍で(110)[001]方位の2次再結粒の発生が著しく悪くなり、最終成品の圧延方向の磁束密度 B_{10} が18000 Gaussを越えないのである。本発明は前記の理由から本発明に用いる硅素鋼塊の成分を酸可溶性Alを0.010~0.065%、Sを0.005~0.050%の範囲に含有する様規定する。

Siは2.5~4%の範囲とする。2.5%より少ない場合は、電気抵抗が低く渦流損失増大に基づく鉄損値の増大という不利を招くし、又4%より多い場合は、冷延の際に脆性割れを引き起す。従つて本発明では、硅素鋼塊のSi含有量を2.5~4%に限定する。

併しながら第3図からわかる様にSi酸可溶性Al,Sが前記指定範囲内にある硅素鋼塊を処理してもなお最終成品の磁束密度 B_{10} が18000 Gaussを越えない場合がある。これについて今一つ新しい成分条件を規定しなくてはならない。それは、Al窒化物即ちAINである。このAINは最終冷延前の鋼板に析出していることが必要で必ずしも鋼塊の状態の際、析出している必要はない。何故ならAINは鋼塊がAlを含有すれば熱処理によつて鋼中のNと反応しAINとして鋼中に析出するからである。第3図は本発明に於て必要とする最終冷延前の鋼板のAIN含有量についての規定をも示している。即ち図中各点に附記した数字は、最終冷延前の鋼板が含有するAIN含有量をAINとして存在するN(N as AIN)(重量)% $\times 10^4$ であらわしたものでこれからわかる様にAINの含有量はAINとして存在するN(N as AIN)が0.0020%より少ない場合では、前記鋼塊中の主要成分Si酸可溶性Al,Sが規定された範囲内にあつても最終成品の圧延方向に於ける磁束密度 B_{10} は、18000 Gaussを越えず本発明の目的は達成出来ないのである。

以上の理由から本発明に於て最終冷延前の鋼板にAINは少なくともAINとして存在するN(N as AIN)が0.0020%以上存在する様なAIN量であることが必要である。

さてかかるAINがたとえ量的には同じでも種々の析出サイズをもっていることはよく知られているが本発明では或る特定の範囲の析出サイズを有するAINが最終冷延前の鋼板に存在していることが必要であり、而もかかるAINを最終冷延のすぐ前の焼鈍工程に於て析出させる必要のあることがわかつた。かかるAINの析出はこの焼鈍を行う

前に鋼板のCを少なくとも0.020%以上、0.080%以下の範囲に含有される様に調整した後、この焼鈍を950~1200℃の範囲で30秒以上30分間行うことによつて達成出来る。この焼鈍前の鋼板に含まれるCが0.020%より少ない場合、或いは0.080%を越える場合は焼鈍後に析出するAINの含有量がたとえAINとして存在するN(N as AIN)で0.0020%以上であつても、析出サイズが適当でなく、最終焼鈍で(110)[001]方位の2次再結粒が発生しないことが確かめられた。本発明ではこの焼鈍前の鋼板のC量を0.020~0.080%の範囲に調節するために、硅素鋼インゴットはCを少なくとも0.025%以上0.085%以内の範囲で含む必要がある。これはインゴットの熱間圧延及びその後の焼鈍により僅かの脱炭(約0.005%)が起るからである。

以上述べた様に本発明では硅素鋼インゴットの四つの成分がC:0.025~0.085%、Si:2.5~4.0%、酸可溶性Al 0.010~0.065%、S:0.005~0.050%の範囲に含有するよう限定せられ、而も最終冷延のすぐ前の焼鈍工程で特定の範囲の析出サイズをもつAINをAINとして存在するN(N as AIN)で少なくとも0.0020%以上析出させるため、この焼鈍前の鋼板のC量を0.020~0.080%の範囲に調節する必要があることがわかつた。この様な成分の規定と以下に述べる高圧下率の最終冷延工程とが密接に組合わさつて始めて高い磁束密度の一方方向性硅素鋼板の製造が可能となつたのである。

熱延板は酸洗後少なくとも1回以上の冷延と、冷延と冷延との間に行う中間焼鈍及び最終冷延後の脱炭焼鈍及び最終焼鈍により成品となるのであるが本発明では特に重要なのは最終冷延圧下率と最終冷延前の焼鈍条件である。先ず冷延条件について述べよう。

第4図はC=0.040%、Si=3.02%、酸可溶性Al=0.031%、S=0.030%含有する電気炉で熔製してから鑄造された硅素鋼塊を分塊、熱延して夫々7.0,5.0,3.4,3.0,2.6,1.8mmの熱延板に仕上げた。熱延板のC量はすべて約0.040%であつた。これを出発材料とし第1回冷間圧延を図の下欄に示す様に0~80%の圧下率で行い(この場合0は第1回の冷間圧延を行わず従つて最終冷間圧延の1回だけの冷間圧延を行つたものである)次いで1100℃で5分焼鈍し、次に同じく図の下欄に示す圧下率で第2回冷間圧延を行い0.3mmの最終板厚とし、800℃で5分間湿水素中で脱炭し最後に1200℃で20時間箱焼鈍して得られた成品の磁束密度 B_{10} と圧下率との関係を示している。この図から明らかな事實は、次の2点である。即ち成品の圧延方向に於ける磁束密度 B_{10} が18000 Gaussを越えるために必要な最終冷延の圧下率は少なくとも81%で又95%を越えてはならず最も好ましいのは、83~92%の範囲であること。更に第1回の冷延工程の圧下率は40%以内に押えるべきであることが判明した。併しながら5%を越えない圧下率で第1回の冷延工程を行う場合は、後述する唯1回の冷延工程で最終成品板厚とする場合、即ち第1回目の冷延工程を省略する場合に比べて成品の磁気特性の向上に及ぼす顕著な効果がなく、従つて2回の冷延工程で処理する意味がなくなつてしまうので工業的な作業条件として第1回

目の冷延工程の圧下率を5~40%の範囲とする。第4図において第1回目の冷延工程の圧下率を0%と示したのは熱延板を唯1回の冷延工程で最終板厚とする場合で、この冷延圧下率も81~95%の範囲になくなくてはならない。

本発明では冷延工程は1回以上何回行つても構わないが、最終の冷延工程は81~95%の範囲の圧下率で行い、又その前に行う多段の冷延工程はすべて5~40%の範囲の圧下率で行なうことに限定する。この様な特殊な圧下率の冷延処理は、従来から発表されている一方向性硅素鋼板の製造法において全く見られなかつたものであり、先に規定した成分含有の硅素鋼インゴットを用いる場合にのみかかる冷延処理が意義があるのである。

熱延板の板厚は2回の冷延工程で最終板厚とする場合は2.6~3.4 mmが最も好ましく、熱延板の板厚が7 mmの場合には2回の冷延工程では磁束密度の高い成品は得難いが、この時は5~40%の範囲の圧下率の冷延と焼鈍を多数回くり返して板厚を2.6~3.4 mmにした後、最終冷延を行えば前者に匹敵する高い磁束密度の成品を得ることが出来る。又唯1回の冷延工程で最終板厚とする場合は熱延板の板厚は1.5~5 mmでなくては行けない。熱延板厚は普通、板厚7 mm以上ではコイル状に捲くことやストリップ冷延が困難であり、又1.5 mmより薄い熱延板は熱間圧延技術の上から製造が困難であるため、本発明では2回以上の冷延工程を含む場合は1.5~7 mm、1回の冷延工程を含む場合は1.5~5 mmの板厚に限定する。

本発明の冷延処理についての理論的な根拠は明らかではないが結晶方位的な観察から従来の冷延処理との差は明らかである。第5,6図は夫々第4図のA ($B_{10}=19100$ ガウス)、B ($B_{10}=17600$ ガウス)に相当する成品を得た場合の各焼鈍工程後の結晶方位を(110)及び(100)極点図により示したものである。即ち本発明の冷延処理(第1回冷延20%、最終冷延87.5%)を行う場合と、従来の冷延処理(第1回冷延70%、最終冷延66.7%)を行う場合とで、脱炭焼鈍後の結晶方位が全く異なることが明らかである。後述する通り脱炭焼鈍は最終焼鈍に於て(110)[001]方位の2次再結晶粒が発達する場合に有害なCを除くと同時に冷延組織を1次再結晶組織とするために行われるものである。従来の冷延処理を行つた場合の脱炭焼鈍後の1次再結晶方位(第6図(2))は(100)<011>方位を中心とし圧延方向と平行な<110>回転軸のまわりに ± 25 度前後回転したものが主方位となつてゐるのに対し、本発明の冷延処理を行つた場合の脱炭焼鈍後の結晶方位(第5図(2))は<110>回転軸が圧延方向から左右に20~25度位ふれているのが特徴である。この両者を最終焼鈍した時発生する(110)[001]方位の2次再結晶粒の<100>軸と圧延方向との平行関係は夫々第5図(3)、第6図(3)に(100)極点図で示した通り前者の方が著しく優れており、磁束密度 B_{10} も高くなる。勿論この様に方向の揃つた2次再結晶粒の発生は本発明に規定した成分の硅素鋼熱延板を前記の冷延処理に附して始めて可能であることはいふまでもない。

次に焼鈍工程について述べる。

先ず本発明の最も重要な条件の一つである最終冷延前の

焼鈍について述べよう。第7図はC=0.038%、Si=3.0%、酸可溶性Al=0.030%、S=0.028%含有する電気炉で熔製、鑄造された硅素鋼塊を分塊、熱延して3.0 mmの板厚を有する熱延板とした。熱延板のC含有量は0.037%であつた。これを30%冷延した後800, 900, 950, 1000, 1050, 1100, 1150, 1200, 1300℃の温度で各5分間 H_2 中で焼鈍し、次に85.7%の圧下率で最終冷延して、成品板厚とし、これを800℃で5分間脱炭焼鈍した後1200℃で20分間 H_2 中で最終焼鈍した場合の成品の圧延方向に於ける磁束密度 B_{10} と、最終冷延前の焼鈍条件との関係を示したものである。

これから本発明の目的とする圧延方向の磁束密度 B_{10} が18000 ガウス以上の成品を得るための焼鈍温度は950~1200℃の範囲になくなくてはならず最も好ましい温度範囲は1050~1150℃であることがわかる。この温度範囲に於ける焼鈍時間は鋼板がこの温度に保定される時間が少くとも30秒以上、30分以内であることが必要である。

30秒未満では、鋼板に必要なサイズのAINを指定量析出させることが出来ず、又30分を越える場合は再結晶完了後、結晶粒の成長が起り何れも最終焼鈍に於ける(110)[001]方位の2次再結晶粒の発達が不完全となる。焼鈍の雰囲気は既に述べた様に最終冷延前の鋼板にAINを析出させることに関係がある。普通硅素鋼塊が平炉等で作られた場合には、鋼塊の状態に於てNを0.0040%以上含有しており、これは熱間圧延によつて更に増加し、従つて最終冷延のすぐ前の焼鈍を行う際、既に規定した様に鋼板のC量を、0.020~0.080%の範囲に調節しておけば、特にこの焼鈍でNを添加しなくても好ましいサイズをもつAINをAINとして存在するN(N as AIN)で、0.0020%以上析出させることが出来る。従つて焼鈍の雰囲気は、還元性、中性の雰囲気例えば H_2 , Ar, N_2 ガス或いは、これらの混合ガスのどれが用いられてもよい。併しながら硅素鋼塊が真空熔解炉等によつて熔製された場合、或いは真空鑄造法等によつて鑄造された場合には、鋼塊中のNが極端に少く最終冷延前の焼鈍に於て加室しないと、鋼板にAINとして存在するN(N as AIN)で0.0020%以上含有するAINを析出させることが出来ない。加室の方法は、特に指定はしないが、本発明では N_2 を少くとも10%(Vol%)以上含む中性又は還元性ガス中で焼鈍することを推奨する。

本発明に於ける最終冷延工程のすぐ前に行う焼鈍が従来の一方向性硅素鋼板の製造工程に於ける焼鈍に比べ高い温度で行われる理由は、この焼鈍前の鋼板に含まれるCによりこの焼鈍温度範囲で、 $\alpha-\gamma$ 変態が起り、これによつて適当なサイズをもつAINの析出が促進されることが推定される。

かかるAINが次に行う高圧下率で最終冷延処理、及び焼鈍処理と相俟つて<100>軸と圧延方向との平行関係が極めて優れた(110)[001]方位の核結晶粒の生成を可能にするものと考えられる。最終冷延工程前であつて多段の冷延工程の間に行う焼鈍は(冷延によつて得られた)冷延組織を、1次再結晶組織とするに充分な温度及び時間だけ行えばよい。

最終冷延を終り成品板厚となつた鋼板は、次に脱炭焼鈍に附される。この焼鈍は冷延組織を1次再結晶組織にすると同時に最終焼鈍で(110)[001]方位の2次再結晶粒が発達する場合に有害なCを除去するのが目的である。脱炭の方法は、既に公知であるどの様な方法を用いても構わないが、1例を挙げれば750~850℃の温度で湿水素中で短時間焼鈍する方法が挙げられる。

最終焼鈍は(110)[001]方位の2次再結晶粒が充分発達することの出来る温度及び時間で行われるべきである。2次再結晶粒の完全な発達を期するためには1000℃以上の温度で少くとも5時間以上焼鈍する必要がある。最終焼鈍の雰囲気は、中性又は還元性の雰囲気又は鋼板が著しく酸化されない様な、弱酸化性の雰囲気何れであつても本発明の目的とする圧延方向の磁束密度 B_{10} が18000 Gauss以上の成品が得られる。最近二方向性硅素鋼板を製造する方法において例えばドイツ特許第1029845号やドイツ特許第1115279号に見られる様に最終焼鈍において鋼板の表面に SiO_2 の様な酸化物を生成しない様な雰囲気例えば O_2 が極めて濃縮しか含まれない H_2 ガス或いは高真空が用いられているが、本発明ではこの様な限定は全く必要がない。併し鉄損値を低減する意味で、普通は H_2 中で最終焼鈍することを推奨する。

実施例 1

C : 0.040%, Si : 3.02%, 酸可溶性 Al : 0.030%, S : 0.030% を含有する硅素鋼塊を電気炉で作り、これを分塊熱延して3mm厚の熱延板とした。熱延板のC含有量は0.040%であつた。これを1050℃で5分間 H_2 中で焼鈍した。

焼鈍後の鋼板のAIN含有量はAINとして存在するN(N as AIN) 0.0055%であつた。次にこれを89%の圧下率で冷延して0.33mmの成品厚とした後800℃で5分間湿水素中で脱炭し、最後に1200℃で20時間水素中で焼鈍した。

成品の圧延方向に於ける磁気特性は

$$B_{10} = 18800 \text{ Gauss}$$

$$W15/50(50 \text{ サイクル}, 15000 \text{ Gaussに於ける鉄損値}) = 1.05 \text{ Watts/kg}$$

$$W17/50(50 \text{ サイクル}, 17000 \text{ Gaussに於ける鉄損値}) = 1.35 \text{ Watts/kg}$$

であつた。

実施例 2

C : 0.037%, Si : 3.00%, 酸可溶性 Al : 0.028%, S : 0.031% を含む硅素鋼塊を、電気炉で作りこれを分塊、熱延して板厚3mmの熱延板とした。熱延板のC含有量は0.036%であつた。これを先ず30%冷延し、次いで1100℃で5分間 H_2 中で焼鈍した。

この焼鈍後の鋼板のAIN含有量はAINとして存在するN(N as AIN)で0.0049%であつた。

次にこれを85.7%冷延して0.3mmの成品板厚とした後800℃で5分間湿水素中で脱炭し鋼板を酸洗した後、最後に1200℃で20時間水素中で焼鈍した。

成品の圧延方向に於ける磁気特性は、

$$B_{10} = 19070 \text{ Gauss}$$

$$W15/50(50 \text{ サイクル}, 15000 \text{ Gaussに於ける鉄損値}) = 0.99 \text{ Watts/kg}$$

$$W17/50(50 \text{ サイクル}, 17000 \text{ Gaussに於ける鉄損値}) = 1.30 \text{ Watts/kg}$$

で極めて秀れた一方向性硅素鋼板が得られた。

実施例 3

C : 0.035%, Si : 3.00%, 酸可溶性 Al : 0.037%, S : 0.036% を含む硅素鋼塊を電気炉で作り、これを分塊、熱延して板厚5mmの熱延板とし、これを30%冷延し900℃で2分焼鈍して再結晶させた後再び30%冷延した。この時鋼板のC含有量は0.031%であつた。次にこれを1100℃で5分間 H_2 中で焼鈍した。この焼鈍後の鋼板のAIN含有量は、AINとして存在するN(N as AIN)で0.0046%であつた。

次にこれを87.8%冷延して0.3mmの成品板厚とし800℃で5分間湿水素中で脱炭し、最後に1200℃で20時間 H_2 中で焼鈍した。成品の圧延方向に於ける磁気特性は

$$B_{10} = 19000 \text{ Gauss}$$

$$W15/50 = 1.01 \text{ Watts/kg}$$

$$W17/50 = 1.31 \text{ Watts/kg}$$

であつた。

以上の様に本発明はC, Si, 酸可溶性 Al, Sの含有量が規定された硅素鋼塊を熱間の加工に附して熱延板とした後、適当なサイズのAINを析出させるため、C量を調整した鋼板を950℃以上の高温で焼鈍する工程と次にこれを81~95%の高い圧下率で最終冷延する工程とを特徴として含む処理工程で処理することにより圧延方向に高い磁束密度を有する一方向性硅素鋼板の製造を可能にした。

冒頭でも述べた様に一方向性硅素鋼板を製造する従来の方法は最初70%前後の圧下率で冷延し、次いで900℃前後で焼鈍した後60%前後の圧下率で最終冷延するのが最も好ましく、本発明の様に最終冷延を81~95%の高压下率で行い、それ以前の冷延をすべて40%以下の低压下率で行う様な処理条件では最終焼鈍で、目的とする(110)[001]方位の2次再結晶粒の発生が極めて困難であつて、又発生しても<100>軸と圧延方向との平行関係が悪く、圧延方向に於ける磁束密度 B_{10} が18000 Gaussを越えないのが常識であつた。これは既述した米国特許1965559; 2158065; 2867557の外2802761; 2599340; 2826520; 2307391等この種一方向性硅素鋼板の製造に関する発明に於ける冷延条件を見れば明らかである。併しながら本発明に規定する様に特定の範囲のサイズをもつAINをAINとして存在するN(N as AIN)として0.0020%以上含有する鋼板を高い圧下率で最終冷延する場合に限り、<100>軸と圧延方向との平行関係が非常に優れた(110)[001]方位の2次再結晶粒を発生させることが可能となつたのである。かかるAINは最終冷延のすぐ前の焼鈍工程で析出させる必要があるが、このためには硅素鋼インゴットのC, Si, 酸可溶性 Al, Sの含有量を規定し、而も最終冷延前の焼鈍を950~1200℃の高温で30秒~30分間行うことが必要である。成分の何れか一つが規定された範囲から外れた場合、

或いは焼鈍の温度、時間が指定条件に合わない場合は、最終冷延前の鋼板に特定範囲のサイズをもつAINを指定量析出させることが出来ず、従つて目的とする成品は得られない。

以上の様に本発明では成分条件、最終冷延のすぐ前に行う焼鈍条件及び最終冷延条件の三つが密接な相互関係をもっており、かかる三つの特徴を含む処理工程によつて、従来の一方向性硅素鋼板に比べ、はるかに磁気特性のすぐれた成品が得られる様になつたのである。

特許請求の範囲

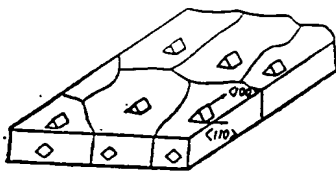
1 C : 0.025~0.085%、Si : 2.5~4.0%、酸可溶性 Al : 0.010~0.065%、S : 0.005~0.050% を含有する硅素鋼塊を熱間加工によつて 1.5~5 mm 厚とし、C : 0.020~0.080% に調整した後この鋼板を 950~1200℃ の温度範囲で 30 秒以上 30 分間以内の中間焼鈍に付し、少くとも該焼鈍後の鋼板に AIN として存在する N で 0.0020% 以上となる様な AIN を含有する様にした後、冷間圧延工程を 81~95% の圧下率で行つて最終成品板厚とし、爾後この鋼板を

脱炭し、更に 1000℃ 以上で少くとも 5 時間以上仕上焼鈍することを特徴とする高磁束密度の一方向性硅素鋼板の製造法。

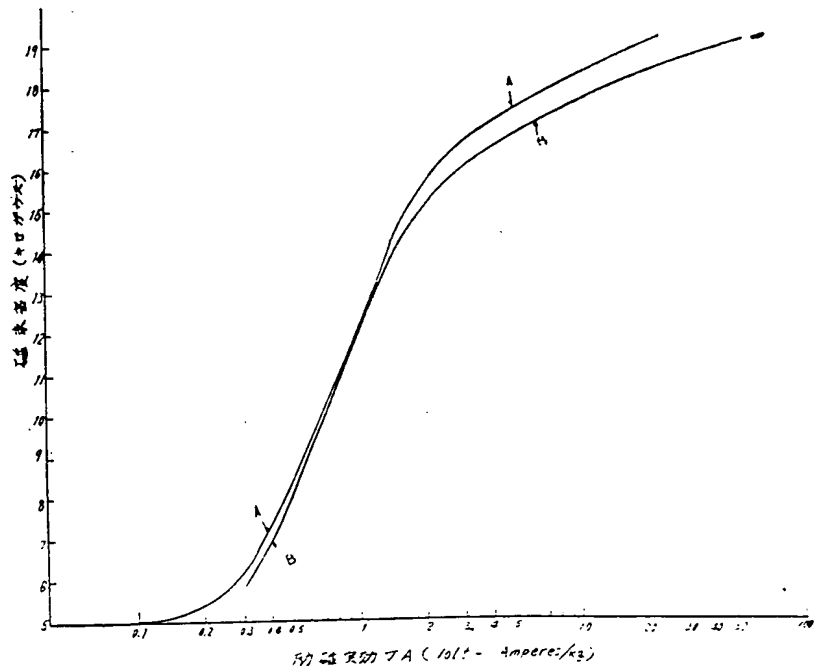
2 C : 0.025~0.085%、Si : 2.5~4.0%、酸可溶性 Al : 0.010~0.065%、S : 0.005~0.050% を含有する硅素鋼塊を熱間加工によつて 1.5~7 mm 厚とし、これに 2 工程以上の冷間圧延を最終冷間圧延工程に於ける圧下率を 81~95%、その他の冷間圧延工程の圧下率を 5~40% の範囲で行うと共に 1 回以上の焼鈍を施し、この焼鈍の最終冷延工程のすぐ前に行う焼鈍を鋼板の C 量を 0.020~0.080% の範囲に調整した後 950~1200℃ の範囲で 30 秒以上 30 分間以内で行い、該焼鈍後前記最終冷延前の鋼板に AIN として存在する N で 0.0020% 以上となる様な AIN を含有する様にし、この様な処理によつて最終製品板厚となつた鋼板を脱炭した後 1000℃ 以上の温度で少くとも 5 時間以上仕上焼鈍することを特徴とする高磁束密度の一方向性硅素鋼板の製造法。

2 第 6 頁左段下から 5 4 行目および右段下から 7 行目「30 秒以上」の前にそれぞれ「この温度の高温側では短時間、低温側では長時間での」を加入する。

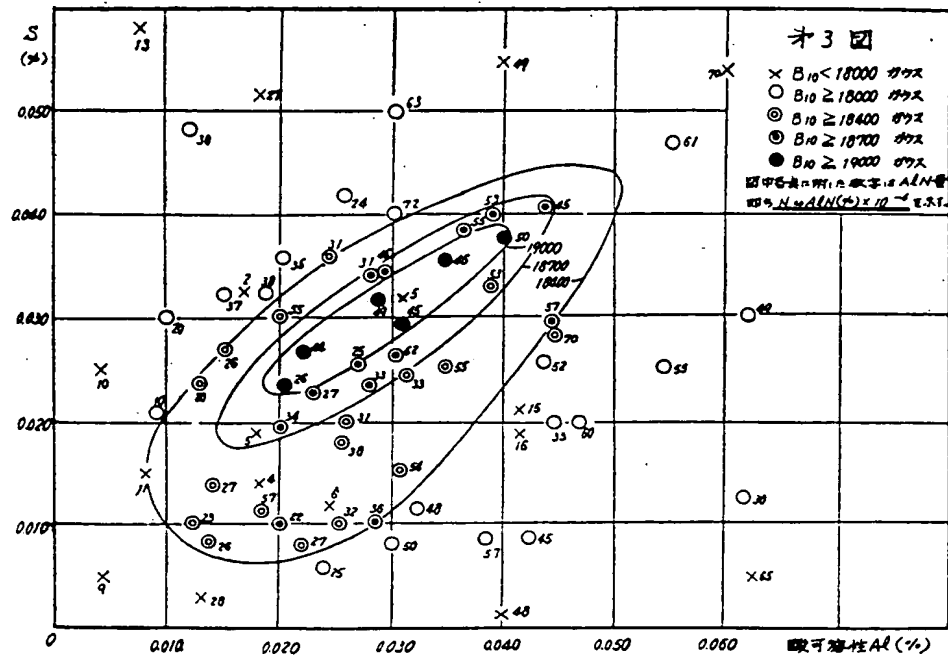
第 1 図



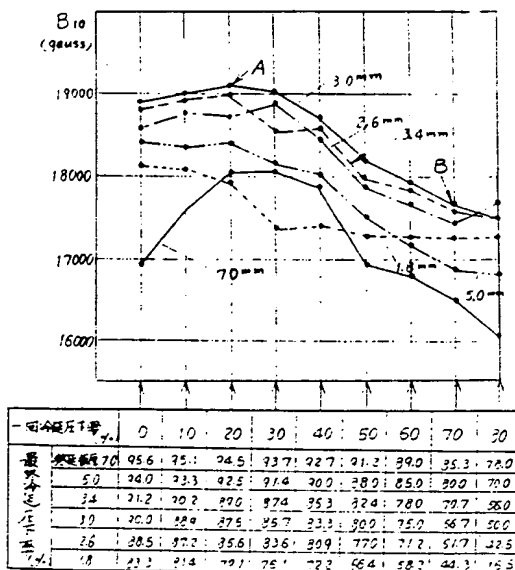
第 2 図



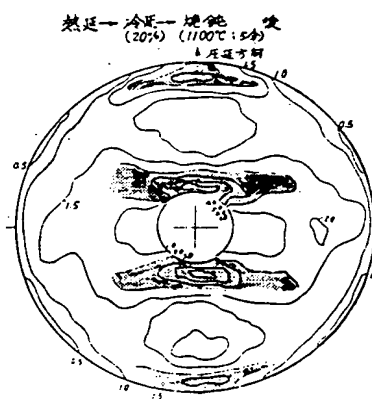
第3図



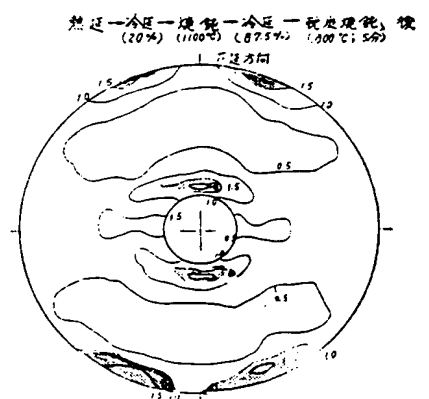
第4図



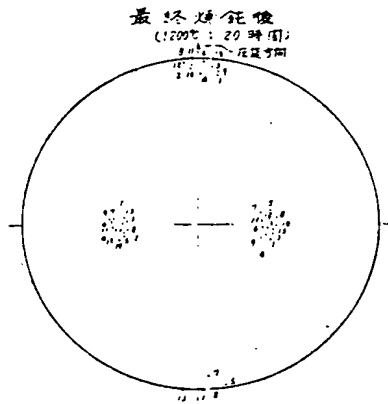
第5図(1)



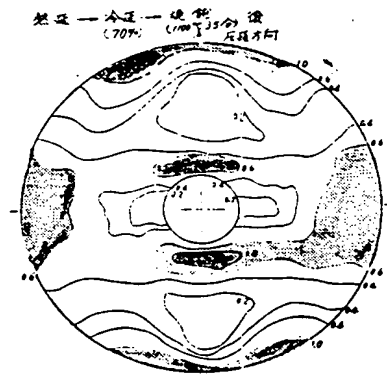
第5図(2)



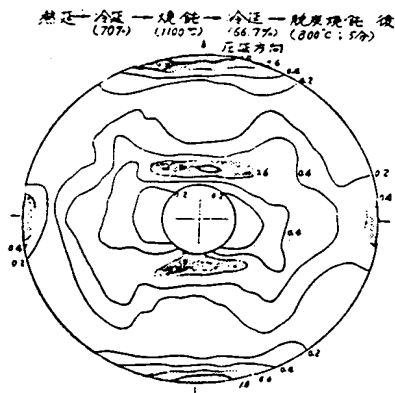
第5图(3)



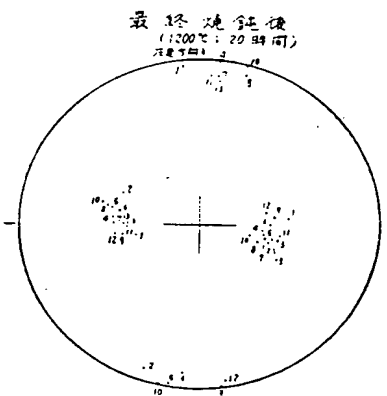
第6图(1)



第6图(2)



第6图(3)



第7图

